第 51 卷 第 5 期 金属学报 Vol.51 No.5
2015 年 5 月 第587-596 页 ACTA METALLURGICA SINICA May 2015 pp.587-596

厚板铝合金搅拌摩擦焊接头沿板厚方向低周疲劳性能不均匀性研究

徐韦锋[1,2] 刘金合[1,2] CHEN Daolun[3]

1) 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072
2) 西北工业大学材料学院陕西省摩擦焊接工程技术重点实验室, 西安 710072
3) Department of Mechanical and Industrial Engineering, Ryerson University, Toronto, Ontario M5B 2K3, Canada

摘 要 对2219-T62铝合金母材和搅拌摩擦焊(FSW)接头沿板厚方向分层切片分别进行了低周疲劳实验研究, 探讨了热力耦合作用不均匀性和焊接工艺参数对接头低周疲劳变形行为的影响. 结果表明: 在低外加总应变幅0.1%和0.2%时, 低周疲劳循环应力幅和塑性应变幅曲线呈水平分布, 疲劳裂纹萌生于试样表面且具有单一性, 裂纹扩展区有明显的疲劳辉纹; 在高应变幅0.4%, 0.6%和0.8%时, 应力幅升高, 塑性应变幅降低, 发生循环硬化, 且随着应变幅的增加, 疲劳循环应变硬化程度逐渐升高, 裂纹萌生具有多源性, 以韧窝断裂特征为主. 母材疲劳寿命高于FSW接头; 与接头中部和底部切片相比, 上部疲劳寿命较低. 随转速的升高, 疲劳寿命降低, 焊速对其影响较小.

关键词 搅拌摩擦焊接, 厚板铝合金, 低周疲劳性能, 循环变形, 断裂机理

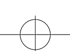
中图法分类号 TG146. 4 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)05-0587-10

STUDY ON NONHOMOGENEITY OF LOW-CYCLE FATIGUE PROPERTIES ALONG THICKNESS DIRECTION OF PLATE FOR FRICTION STIR WELDED ALUMINUM ALLOY JOINT

XU Weifeng[1,2], *LIU Jinhe*[1,2], *CHEN Daolun*[3]
1) State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072
2) Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072
3) Department of Mechanical and Industrial Engineering, Ryerson University, Toronto, Ontario M5B 2K3, Canada
Correspondent: XU Weifeng, lecturer, Tel: (029)88492624, E-mail: xwf1982@nwpu.edu.cn
Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51405392), Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education (No.20136102120022), Natural Science Foundation of Shaanxi Province (No.2013JQ6001) and Fundamental Research Funds for the Central Universities (No.3102015ZY023)
Manuscript received 2014-10-30, in revised form 2015-02-12

ABSTRACT The low-cycle fatigue tests have been conducted for the base material and friction stir welded

*国家自然科学基金项目 51405392, 教育部博士点新教师基金项目 20136102120022, 陕西省自然科学基金项目 2013JQ6001 和中央高校基本科研业务费专项资金项目 3102015ZY023 资助
收到初稿日期: 2014-10-30, 收到修改稿日期: 2015-02-12
作者简介: 徐韦锋, 男, 1982 年生, 讲师, 博士
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00588



(FSW) joints along the thickness direction of 20 mm 2219-T62 aluminum alloy thick plate. The influence of coupled thermal-mechanical and welding parameters on the fatigue deformation behavior of the joint has also been systematically investigated. The results show that stress amplitudes and plastic strain amplitudes present horizontal distribution during cyclic deformation at low strain amplitudes of 0.1% and 0.2%. Moreover, single fatigue crack initiates from the surface or near-surface defects and propagation zone is basically characterized by fatigue striations. While at higher strain amplitudes of 0.4%, 0.6% and 0.8%, the stress amplitude increases and the plastic strain amplitude decreases as cyclic deformation proceeded, indicating that cyclic hardening occurred, and the degree of hardening increases. The fracture surface presents a multi-source initiation and dimple-like features. Based metal (BM) exhibits higher stress amplitude and low hysteresis energy at mid-life which causes less fatigue damage at the same strain amplitude, resulted in a longer fatigue lifetime. Compared to middle and bottom slices, the top has higher stress amplitude and lower plastic strain amplitude corresponding to a lower fatigue life. Moreover, both the propagation zone area in the top and bottom slice are basically the same, fatigue striation in the bottom increases. The higher the rotational rate, the higher the stress amplitude, the lower the plastic strain amplitude and fatigue life, but no strong effect of the welding speed on the fatigue life can be seen.

KEY WORDS friction stir weld, thick aluminum plate, low-cycle fatigue property, cyclic deformation, mechanism of fracture

铝合金厚板搅拌摩擦焊接(friction stir welding, FSW)过程中, 焊缝材料沿板厚方向经历上高下低的温度梯度和不均匀的塑性变形, 导致了焊缝微观组织、第二相粒子形貌分布特征的不均匀性, 进而使接头拉伸性能存在较大的差异, 拉伸断口沿板厚方向存在较大差异, 与拉伸强度较高的上部切片相比, 底部切片强度降低, 而延伸率升高[1~4]. 厚板铝合金FSW接头强度较低的底部材料受到外力作用时, 先达到断裂强度, 而强度较高的接头上部切片未发生完全塑性变形而断裂, 接头的整体强度降低[1,4]. 铝合金结构件以其优异的综合力学性能应用于航空工业中, 在实际服役条件下, 由于部件承受着高应力的作用, 致使局部区域发生塑性变形而产生低周疲劳, 严重地影响了其使用寿命[5]. 因此, 铝合金的性能稳定性与其低周疲劳性能的研究受到广泛重视. 与拉伸性能相比, 引发疲劳失效的循环载荷峰值往往远小于根据静态断裂分析估算出来的“安全”载荷, 疲劳是材料零、构件失效的主要途径之一, 是评价接头焊接质量的重要指标之一, 实际生产应用中, 机器和结构部件的失效大多数是由于发生某种疲劳过程造成的. 目前为止, 关于铝合金FSW接头疲劳性能的研究主要集中在接头整体疲劳寿命[6~9]和疲劳裂纹扩展性能[10~13]. 在关于FSW接头整体低周疲劳性能的研究报道中, Czechowski[14]和Ceschini等[15,16]分别研究了铝合金6061/Al_2O_3p与7005/Al_2O_3p整体FSW接头低周疲劳性能, Feng等[17,18]研究了7075和6061铝合金整体FSW接头低周疲劳寿命、循环变形行为和断裂机理, 而有关厚板铝合金FSW接头沿板厚方向分层切片的疲劳性能研究鲜有报道[19]. 因此, 很有必要研究FSW接头沿板厚方向疲劳性能的变化规律, 为厚板铝合金FSW的工程应用提供理论支持.

针对目前FSW接头沿板厚方向疲劳性能变化规律和断裂机理尚不明确以及亟待研究的现状, 本工作着重研究不同外加总应变幅条件下, FSW接头沿板厚方向分层切片的疲劳性能, 包括疲劳寿命、循环应力-应变响应行为、低周疲劳参数和失效断口的微观形貌, 揭示厚板铝合金FSW接头沿板厚方向疲劳性能的变化规律, 探讨损伤和断裂机理, 为研究厚板铝合金FSW焊接工艺机制、优化工艺参数提供理论基础.

1 实验方法

实验材料选用20 mm厚2219-T62铝合金轧制板, 轧制方向为长度方向, 试样尺寸为300 mm×100 mm×14 mm. 在中国搅拌摩擦焊中心自主研制的FSW-2SLM-1040型大厚板搅拌摩擦焊机上进行沿试样长度方向的对接实验, 使用搅拌头的轴肩直径为34 mm, 端部直径9.3 mm和根部直径13.5 mm的锥形侧面开有左旋螺纹的搅拌针, 搅拌针长度19.7 mm, 焊接倾角为2.8°, 旋转方向为顺时针旋转, 压入量充分. 采用300, 400和500 r/min的搅拌头旋转速度以及50, 80和100 mm/min的焊接速度进行FSW, 冷却方式为往搅拌头与焊缝上表面喷

流速恒定的冷却水.

焊后沿FSW焊件横截面(垂直焊接方向)截取试样, 经粗磨、细磨和机械抛光后, 使用Keller试剂(1 mL HF+5 mL HNO_3+3 mL HCl+190 mL H_2O)对试样表面进行腐蚀, 利用OLYMPUS-PMG3光学显微镜(OM)沿板厚方向分3层(上部、中部和下部)观察母材和FSW焊缝焊核区(weld nugget zone, WNZ)、热机影响区(thermo-mechanical affected zone, TMAZ)、热影响区(heat affect zone, HAZ)微观组织演变, 并利用JSM-6380LV扫描电镜(SEM)观察晶粒大小和第二相粒子分布形貌特征.

根据ASTM E8E标准, 将样品使用线切割机械加工成如图1所示的疲劳试样, 同时沿板厚方向三等分. 选用120, 240, 320和600号水砂纸沿加载轴方向打磨切割加工面, 避免实验加载过程中的表面应力集中. 打磨好的试样在Instron 8801疲劳试验机上进行应变控制拉压型疲劳实验. 低周疲劳实验选取R=–1 (R为循环应变比)和恒定的应变速率1×10^{-2} s^{-1}, 加载波形为恒幅正弦波, 1×10^5 cyc循环之前的低周疲劳实验由应变控制, 外加总应变幅分别为0.1%, 0.2%, 0.3%, 0.4%, 0.6%和0.8%. 1×10^5 cyc循环后, 试样没有失效的改由应力控制, 加载频率为50 Hz, 并对疲劳试样断口进行SEM观察, 分析其断裂机理.

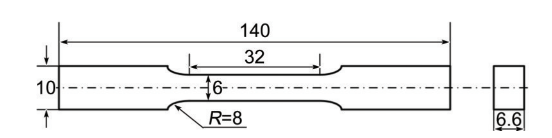


图1　疲劳试样的形状和尺寸示意图

Fig.1 Schematic of configuration and size of fatigue specimens (The 20 mm thick tensile specimen is divided into 6.6 mm ones by linear cutting. Unit: mm)

2　实验结果与讨论

2.1　焊接参数对FSW焊缝微观组织的影响

图2为20 mm厚2219铝合金母材、FSW焊缝中部切片HAZ和上部切片TMAZ微观组织的OM像以及第二相粒子分布的SEM像. 由图2a可见, 母材区为较大的拉长板条状组织, 宽和长分别约150和500 μm, 第二相粒子沿初始晶界呈网状分布. HAZ受到焊接热循环的作用, 但未受到机械搅拌作用的影响, 焊接热循环的影响相对于WNZ和TMAZ都要弱. HAZ实际上经历了一个特殊的退火处理过程, 与母材相比, 金属畸变能很低, HAZ内金属发生明显的晶粒长大, 而且晶内析出相也发生明显粗化, 如图2b所示. TMAZ同样经历了高温和变形的共同作用, 只是变形没有焊核区严重. 该区材料在轴肩和搅拌针的机械搅拌作用下, 靠近焊核区的区域发生破碎和黏附长大现象, 而其它区域由于受到焊接热循环作用发生回复和再结晶, 但是原始纤维状组织受到软化层金属流动时所产生的黏滞剪切力作用, 结果导致晶粒沿受力方向发生一定程度的拉长和弯曲变形, 如图2c所示.

图3给出了在不同旋转速度300和500 r/min时水冷FSW焊缝WNZ沿板厚方向不同位置切片微观组织的OM像以及第二相粒子分布的SEM像. 与WNZ中部(图3b和e)和底部(图3c和f)相比, 上部(图3a和d)再结晶晶粒较大; 与300 r/min (图3a~c)相比, 旋转速度500 r/min (图3d~f)时WNZ上部晶粒没有发生明显粗化, 而中部和底部再结晶晶粒发生长大, WNZ中部第二相粒子发生明显粗化, 上部和底部第二相发生细化. 因为焊缝上表面受到水冷作用, 焊缝上部再结晶晶粒长大受到水冷的抑制作用, 旋转速度对水冷WNZ上部晶粒尺寸影响较小. 高旋转速度(500 r/min)时, 焊缝中部金属受到较高峰值温度和较长时间的热循环作用, FSW过程中塑

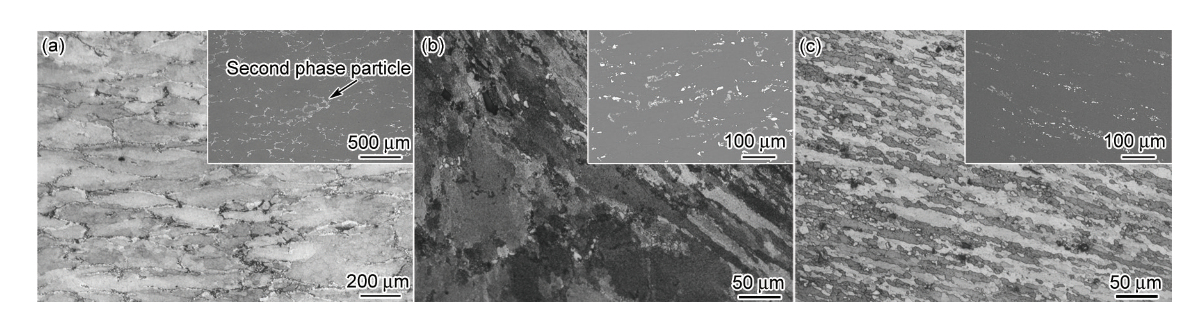


图2　2219铝合金母材、FSW焊缝中部切片HAZ和上部切片TMAZ微观组织的OM像以及第二相粒子的SEM像

Fig.2 OM images of microstructures and SEM images of second-phase particles (insets) in based metal (BM) of 2219 aluminum alloy (a), middle heat affected zone (HAZ) (b) and top thermo-mechanical affected zone (TMAZ) (c) in friction stir welded (FSWed) joint

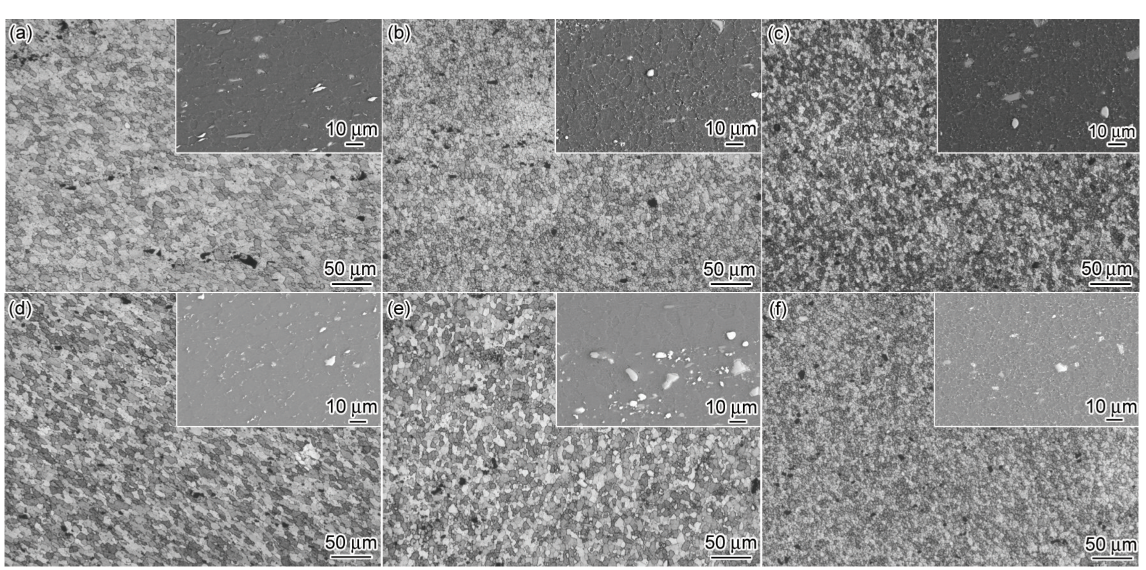


图3 不同旋转速度条件下水冷FSW焊缝WNZ微观组织的OM像以及第二相粒子的SEM像

Fig.3 OM images of microstructures and SEM images of second-phase particles (insets) in weld nugget zone (WNZ) at top (a, d), middle (b, e) and bottom (c, f) with water cooling under rotational rates of 300 r/min (a~c) and 500 r/min (d~f)

化材料可能发生异常塑性流动, 第二相粒子发生异常长大(图3e). 旋转速度较高时, 焊缝上部和底部材料受到大而充分的机械搅拌作用, 第二相粒子发生破碎, 形成均匀细小的弥散分布第二相(图3d和f).

2.2 疲劳寿命

图4为不同的外加总应变幅条件下, 20 mm厚2219铝合金母材和不同焊接参数时水冷FSW接头沿板厚方向分层切片的疲劳寿命. 可见, 外加总应变幅越大, 疲劳寿命越低, 焊缝上部的疲劳寿命低于中部和底部, 尤其是高应变幅0.8%, 0.6%和0.4%. 由图4a可见, 母材沿板厚方向不同分层切片的疲劳寿命基本保持不变, 说明线切割对厚板的分层切割几乎无影响, 即用线切割方法研究沿板厚方向的材料疲劳性能具有可行性. 由图4b~d可以看出, 旋转速度升高时, 接头的疲劳寿命降低, 由于高旋转速度500 r/min时晶粒发生长大和第二相粗化(图3), 受到循环的拉-压应力作用时, 较大的第二相与基体接触处易起裂, 裂纹扩展阻力小而易扩展, 疲劳寿命降低. 从图4e和f可知, 焊接速度对FSW接头分层切片疲劳寿命的影响较小, 与拉伸性能一致, 这是由于焊接速度对接头的微观组织影响较小造成的.

2.3 循环应力-应变响应行为

图5为焊接速度80 mm/min, 旋转速度300和500 r/min条件下, 20 mm厚2219铝合金水冷FSW接头分层切片循环应力-应变响应曲线(由图最上部外加总应变幅0.8%往下逐渐降低, 最底部为0.1%). 由图5可知, 2219铝合金母材具有较高的循环应力幅和拉伸强度(应力承载能力, 应变速率 1×10^{-2} s^{-1}), 短时间内疲劳变形过程中累积的循环应力很难达到材料的断裂极限, 因此疲劳寿命较大. 在外加总应变幅较低(0.1%)时, 整个循环变形期间呈现稳定的循环应力和应变响应行为; 在外加总应变幅为0.2%和0.3%时, 疲劳变形初期表现为循环稳定, 之后表现为循环应力升高而循环应变幅降低, 材料呈现循环应变硬化; 在外加总应变幅为0.8%, 0.6%和0.4%时, 整个循环变形期间循环应力呈升高趋势, 循环塑性应变幅则降低, 直到试样断裂为止, 尤其是0.8%和0.6%时, 经历疲劳循环变形的试样表现出明显的循环应变硬化行为. FSW接头上部的循环硬化特征随外加总应变幅的升高而明显强于底部, 这是因为与底部相比, 焊缝上部细小弥散的第二相粒子对位错运动的阻碍较强, 大晶粒具有较大的位错储存能力, 因此接头上部循环硬化较高. 与FSW接头中部和底部切片相比, 上部切片在循环变形过程中, 表现出较高的循环应力和较低的循环塑性应变, 结果导致低周循环疲劳寿命降低. 同时, 由图5可见, 高旋转速度(500 r/min)条件下, FSW接头分层切片的循环应力明显高于低旋转速度(300 r/min), 而循环塑性应变幅和疲劳寿命则较低. 这是因为高旋转速度FSW焊缝晶粒和第二相颗粒发生长大(图3), 结果导致疲劳寿命降低.

疲劳循环应力响应行为受到微观结构稳定性、第二相粒子、位错繁殖和滑移系的控制. 图5中的循环硬化主要是因为循环变形期间材料内部将产生大量的位错, 这些高密度位错在运动过程中将发生彼此交互作用, 形成诸如位错缠结、Lomer-Cottrell不动位错等复杂的位错组态, 这些都将障碍位错的进一

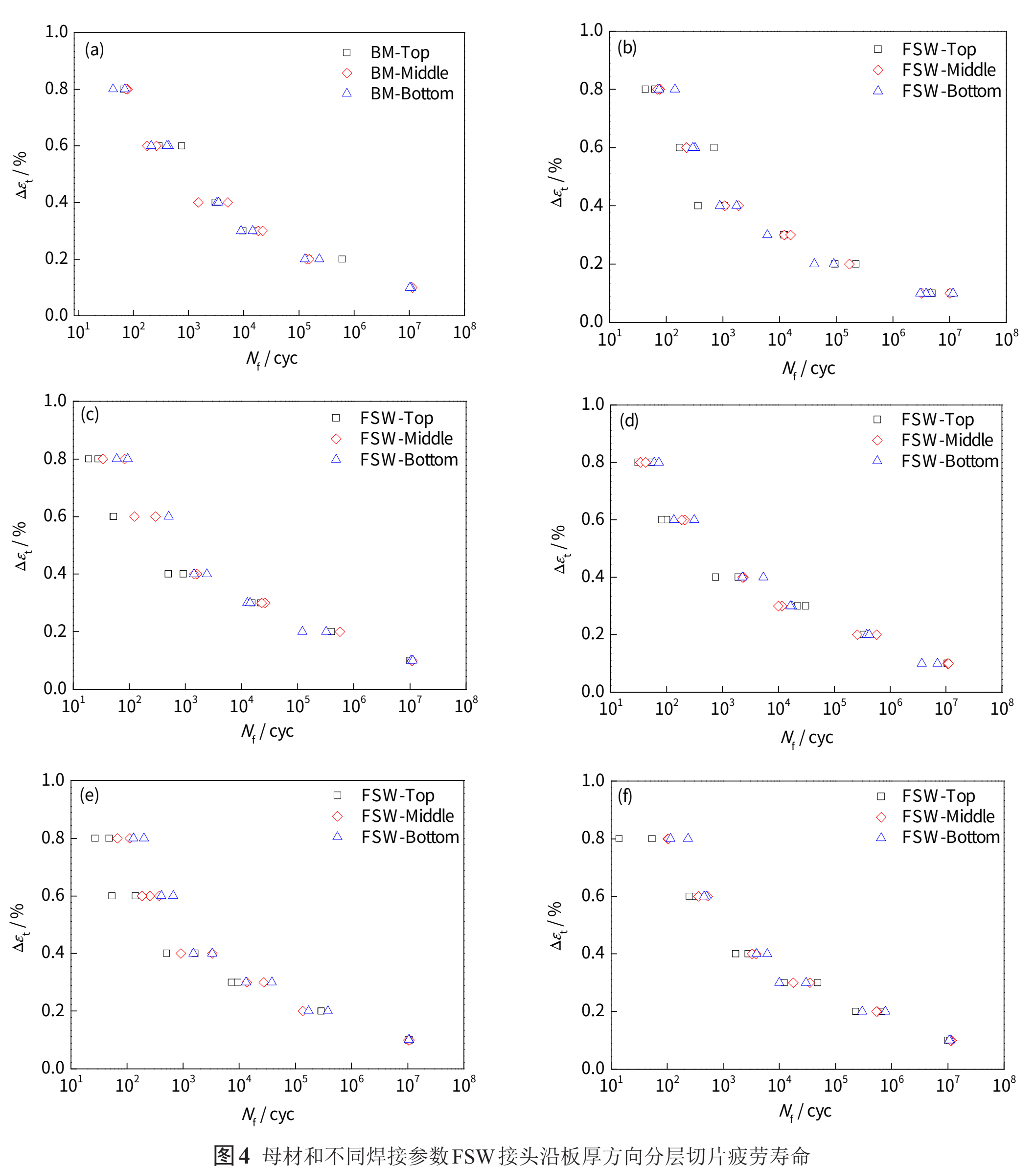


图 4　母材和不同焊接参数FSW接头沿板厚方向分层切片疲劳寿命

Fig.4 Fatigue life *vs* total strain amplitude ($\Delta\varepsilon_t$) of BM and the slices of FSW joints with water cooling along thickness direction of plate under different rotational rates and welding speeds (N_f —number of cycle to failure)

(a) BM　(b) 300 r/min, 80 mm/min　(c) 400 r/min, 80 mm/min

(d) 500 r/min, 80 mm/min　(e) 300 r/min, 50 mm/min　(f) 300 r/min, 100 mm/min

步运动, 降低位错可动性, 从而发生循环硬化[17,18]. 另外, 位错运动主要是在强度较低的α-Al基体相中进行, 分布于基体上的高强度第二相粒子Al_2Cu则是位错运动的主要障碍物(图2和3). 位错只能通过Orowan机制绕过这些粒子或在其前方发生塞积, 结果导致滑移面上发生局部硬化, 使位错运动进一步受阻而发生弥散强化[17,18,20]. 同时外加总应变幅越大, 使材料发生疲劳变形所需要的应力也越大, 能够发生塑性变形的晶粒数目增多, 且每个晶粒中可以开动的滑移系数目也增多, 因此位错增殖的速率和位错彼此之间及位错与析出相之间发生交互作用的几率增大, 增强了循环应变硬化的程度. 因此, 外加总应变幅越高, 循环应变硬化程度越高. 位错不断增殖导致材料不断强化的同时, 也发生位错的湮灭, 通过异号位错在位错运动过程中相遇并相互抵消来实现, 结果导致疲劳塑性变形过程中位错运动阻力下降, 并使位错运动所需的外加应力降低, 即产生所谓的软化效应. 对于在较低的外加总应变幅(0.1%和0.2%)下进行疲劳变形, 位错增殖较慢, 位错的增殖和湮灭很容易达到平衡, 从而使材料的硬化效应与软化效应互相抵消, 结果出现循环变形过程中循环应力幅和塑性应变幅基本保持不变.

图6为旋转速度为300 r/min, 焊接速度为50和100 mm/min条件下, FSW分层切片循环应力和应变

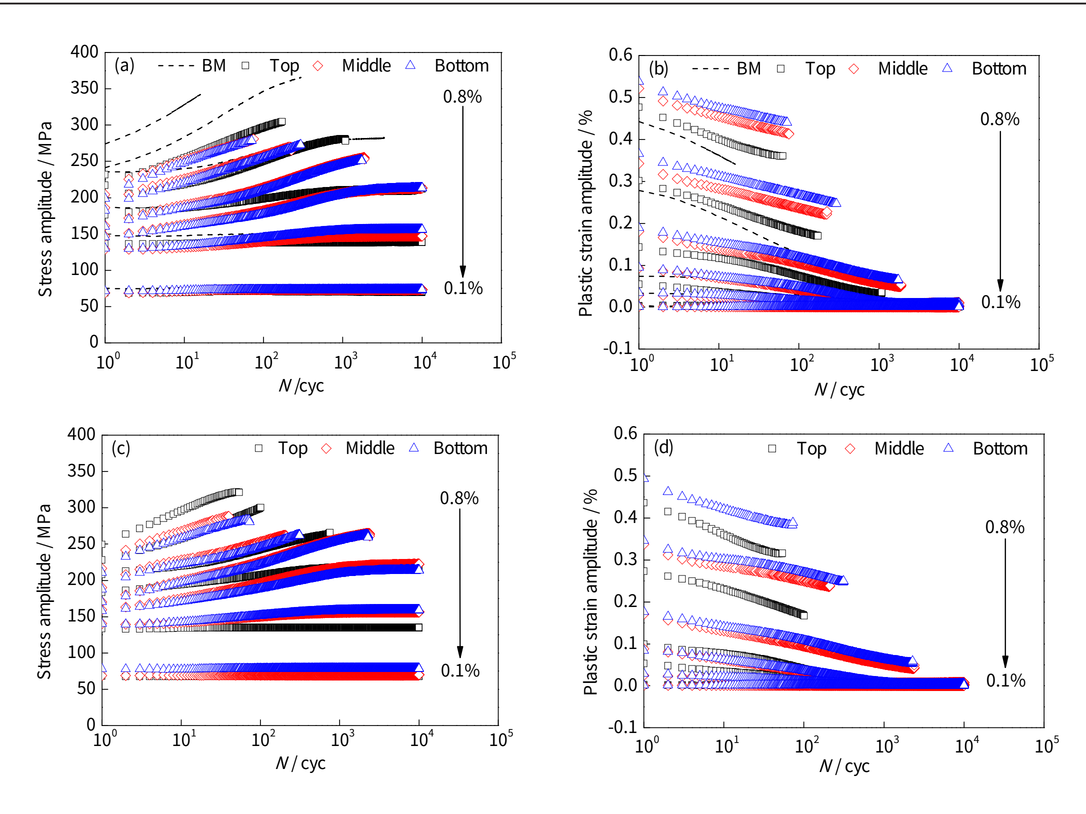


图5 母材与旋转速度300和500 r/min条件下FSW接头分层切片循环应力-应变响应曲线

Fig.5 Cyclic stress amplitude (a, c) and plastic strain amplitude (b, d) *vs* fatigue life (*N*) of BM and slices of FSW joints along thickness of plate under rotational rates of 300 r/min (a, b) and 500 r/min (c, d), respectively

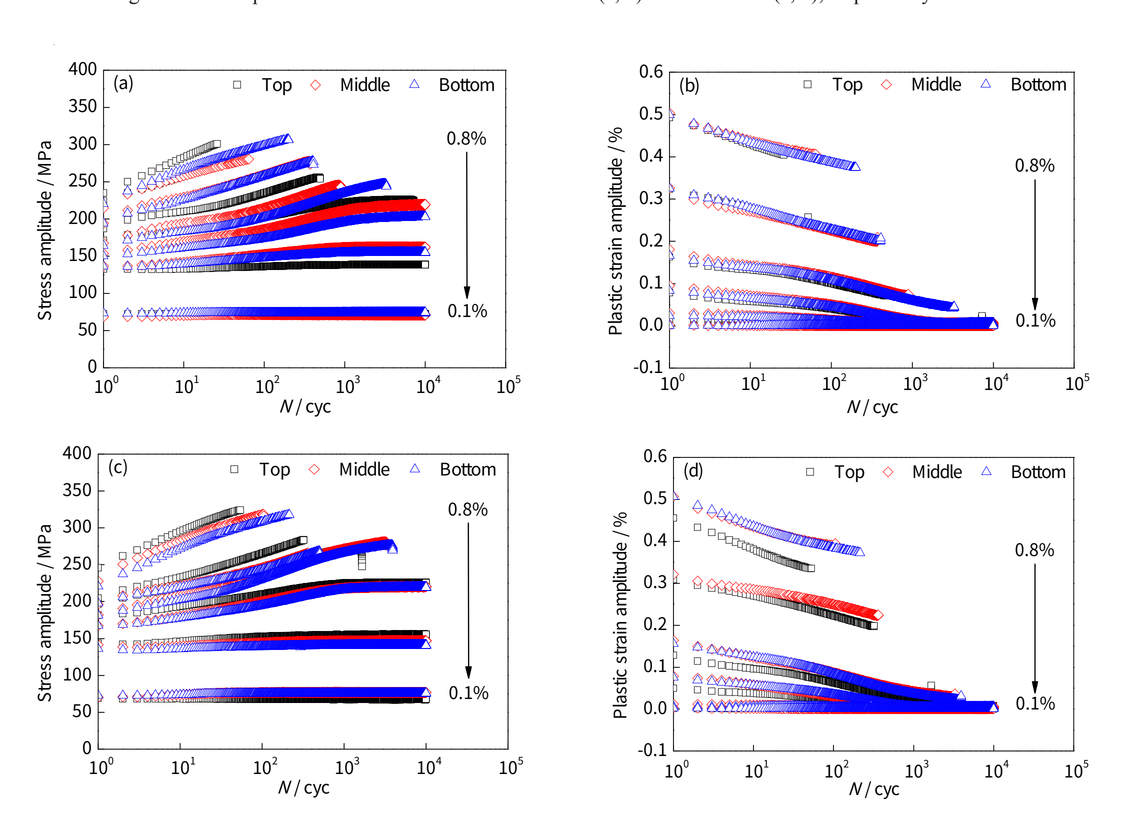


图6 焊接速度50和100 mm/min条件下FSW接头分层切片循环应力-应变响应曲线

Fig.6 Cyclic stress amplitude (a, c) and plastic strain amplitude (b, d) *vs* *N* of BM and slices of FSW joints along thickness of plate under welding speed of 50 mm/min (a, b) and 100 mm/min (c, d), respectively

响应曲线. 与焊接速度为100 mm/min时(图6c和d)相比, 焊速为50 mm/min(图6a和b)的FSW接头分层切片疲劳循环应力幅升高, 塑性应变幅降低, 疲劳寿命降低.

2.4 低周疲劳参数

在低周疲劳实验中, 材料的循环应力-应变曲线反映了材料在低周疲劳加载条件下的真实应力-应变特征, 材料的循环应力-应变之间的关系可用下述指数定律来表达[18], 即:

$$\frac{\Delta\sigma}{2}=K'\left(\frac{\Delta\varepsilon_{p}}{2}\right)^{n'} \tag{1}$$

式中, $\Delta\sigma/2$ 为循环应力幅, $\Delta\varepsilon_{p}/2$ 为塑性应变幅, K' 为循环强度系数, n' 为循环应变硬化指数. $\Delta\sigma/2$ 和 $\Delta\varepsilon_{p}/2$ 均是由不同应变幅下半寿命时的循环滞后回线求得的. 对实验数据进行线性回归分析, 根据式(1)计算得出 K' 和 n', 这2个参数的具体计算值见表1. 可以看出, 对于疲劳 K' 和 n' 而言, 2219铝合金母材明显高于FSW接头, 水冷FSW接头上部切片高于底部, 说明FSW接头疲劳性能沿板厚方向存在不均匀性.

根据由半寿命时循环滞后回线中得到的应力幅和应变幅数据, 得出2219铝合金母材和FSW接头沿板厚方向不同分层切片的循环应力-应变曲线, 在0.2%循环应变时, 弹性变形直线平行的线与循环应力-应变交点所对应的循环应力值称为循环屈服强度 σ'_{y}. 对于母材和FSW接头不同分层切片的应变控制低周疲劳, σ'_{y}展示了与疲劳 K' 和 n' 相同的趋势.

由文献[18,21]可知, 对于总应变控制的低周疲劳实验, 总应变幅 $\Delta\varepsilon_{t}/2$ 是由弹性应变幅 $\Delta\varepsilon_{e}/2$ 和塑性应变幅 $\Delta\varepsilon_{p}/2$ 构成的, 即有:

$$\left(\frac{\Delta\varepsilon_{t}}{2}\right)=\left(\frac{\Delta\varepsilon_{e}}{2}\right)+\left(\frac{\Delta\varepsilon_{p}}{2}\right) \tag{2}$$

弹性应变幅和塑性应变幅与疲劳寿命 N_{f} 之间分别满足下述关系[18]:

$$\left(\frac{\Delta\varepsilon_{e}}{2}\right)=\frac{\sigma'_{f}\left(2N_{f}\right)^{b}}{E} \tag{3}$$

$$\left(\frac{\Delta\varepsilon_{p}}{2}\right)=\varepsilon'_{f}\left(2N_{f}\right)^{c} \tag{4}$$

式中, σ'_{f}为疲劳强度系数, b为疲劳强度指数, $2N_{f}$为发生疲劳破坏时的载荷反向次数(即2倍的疲劳寿命), E为弹性模量, ε'_{f}为疲劳延性系数, c为疲劳延性指数. 式(3)是在Basquin关系式中引入弹性模量而得到的, 式(4)则是人们所熟知的Coffin-Manson关系式. 因此, 总应变幅与疲劳寿命间的关系式(2)表示为[18]:

$$\left(\frac{\Delta\varepsilon_{t}}{2}\right)=\left(\frac{\sigma'_{f}\left(2N_{f}\right)^{b}}{E}\right)+\varepsilon'_{f}\left(2N_{f}\right)^{c} \tag{5}$$

获得的实验结果显示, 疲劳变形遵循修正了的Basquin和Coffin-Manson关系式, 基于式(3)和(4), 采用线性回归分析方法, 即可得出2219铝合金母材和水冷FSW接头不同分层切片低周疲劳参数, 如表1所示. 可以看出, 母材具有最高的σ'_{f}, 最低的b和c. 对于水冷FSW接头切片沿板厚方向从上部到底部σ'_{f}和c降低, b和ε'_{f}升高, 与疲劳寿命变化规律基本保持一致.

2.5 疲劳断口形貌

图7a为FSW接头分层切片横截面分层显微硬度分布. 可见, 焊缝横截面分层显微硬度呈高-低-较高-低-高的“W”形分布趋势, 两侧母材区的硬度值最高, HAZ和TMAZ陡降, 上部的显微硬度最低区(lowest hardness zone, LHZ)位于TMAZ, 而中部和底部LHZ则位于HAZ, WNZ显微硬度升高, WNZ上部的显微硬度与母材基本相同, 中部和底部则较低. 与图2和3中的焊缝不同区域晶粒大小和第二

表1 母材和旋转速度300 r/min与焊接速度100 mm/min的FSW接头沿板厚方向分层切片应变疲劳参数

Table 1 Strain fatigue parameters of BM and FSWed joint slices along thickness dircetion of plate under rotational rate of 300 r/min and welding speed of 100 mm/min

Specimen	K'	n'	σ'_{y} / MPa	σ'_{f} / MPa	b	ε'_{f}	c	E / GPa
BM	893	0.1480	325	660	−0.1152	0.0640	−0.6909	71.9
FSW-Top	581	0.1059	283	539	−0.0929	0.0484	−0.6197	71.6
FSW-Bottom	559	0.0991	258	519	−0.0856	0.0764	−0.6207	76.3

Note: K'—cyclic strength coefficient, n'—cyclic strain hardening exponent, σ'_{y}—cyclic yield strength, σ'_{f}—fatigue strength coefficient, b—fatigue strength exponent, ε'_{f}—fatigue ductility coefficient, c—fatigue ductility exponent, E—Young's modulus

相粒子分布形貌特征一致. 由图7b焊缝宏观断裂形貌可知, 疲劳裂纹起裂源位于焊缝LHZ (焊缝上部位于TMAZ, 中部和底部位于HAZ), 循环变形过程中, 软化区粗大晶粒的塑性变形能力和相互协调性明显降低, 第二相粒子周围易形成较强的应力集中, 导致断裂发生, 且断口附近部分第二相发生断裂. 焊缝上部TMAZ与中部和底部HAZ粗大的晶粒和第二相粒子(图2b和c), 降低了该区的显微硬度和材料的临界断裂强度, 因此FSW接头分层切片疲劳变形过程中发生上部TMAZ和中部与底部HAZ的宏观断裂.

图 8 为 2219 铝合金母材在外加总应变幅为 0.2%, 0.4%和 0.8%条件下低周疲劳断口的 SEM 像. 低应变幅(0.2%)时, 疲劳断口可见疲劳裂纹萌生源、裂纹扩展区和快速断裂区. 疲劳裂纹萌生于试样表面, 裂纹扩展区可见明显的疲劳辉纹(图 8a); 高应变幅时较难见到疲劳裂纹萌生源和裂纹扩展区, 表现为典型的韧窝形貌特征(图 8b 和 c), 可能由于沿第二相粒子的相界, 通过分离网状第二相与晶粒之间的分界线或直接晶界相断裂, 发生沿晶断裂造成的, 且第二相粒子发生二次断裂. 疲劳试样表面缺陷起着尖缺口的作用, 易诱发应力集中, 促使疲劳裂纹的萌生. 这是局部切应力作用的结果: 在最大切应力作用下, 材料表层的位错迁移便会形成细小的滑移带, 疲劳应力越大, 滑移带的数目越多, 在反复疲劳拉-压载荷作用下, 相邻滑移面上将引起反向滑移, 疲劳滑移带便会在材料表面形成沟槽和隆脊, 最终发生疲劳裂纹的萌生[19,20]. 疲劳变形过程中, 一旦疲劳裂纹萌生, 将首先沿着与最大切应力方向(与主应力方向呈 45°)最一致的滑移面向内部扩展, 这一阶段为裂纹扩展的第一阶段. 第一阶段由于每一循环裂纹扩展量很小, 因此微观断口上无显著特征, 第一阶段的断口类似于解理形貌, 没有塑性变形特征出现. 由于各晶粒位向不同及晶界的阻碍作用, 当裂纹扩展到一定长度后, 裂纹尖端主应力的作用面发生偏离, 疲劳裂纹扩展逐渐转向与最大正应力方向垂直的方向扩展, 即开始宏观裂纹扩展, 直到未断裂部分不足以承担所加载荷, 裂纹开始失稳扩展为止, 称为疲劳裂纹扩展的第二阶段. 在裂纹扩展的第二阶段内, 裂纹穿晶扩展, 扩展速率较快, 每一个应力循环大约向前扩展微米数量级距离, 经疲劳裂纹扩展第二个阶段的断口主要特征是出现疲劳辉纹[20].

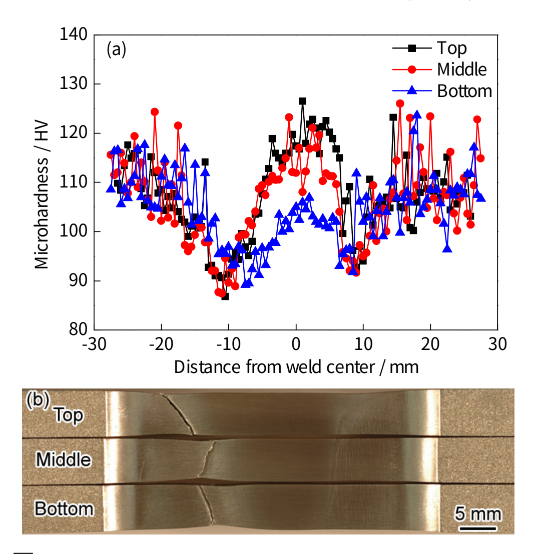


图 7 FSW接头沿板厚方向分层切片横截面分层显微硬度分布和宏观断裂形貌

Fig.7 Distributions of microhardness along the transverse section of slice in FSW joint (a) and typical macrograph images showing the fracture features of samples (b)

图 9 为水冷 FSW 接头上部切片在外加总应变幅 0.2%, 0.4%和 0.6%条件下低周疲劳断口的 SEM 像. 可见低应变幅(0.2%)时疲劳裂纹萌生具有单一性(图 9a), 裂纹扩展区面积较大, 其微观特征为垂直于裂纹扩展方向的疲劳辉纹, 快速断裂区面积较小, 表现为金属延性断裂, 主要微观特征为韧窝形貌, 材料在循环拉-压应力作用下, 微区塑性变形中

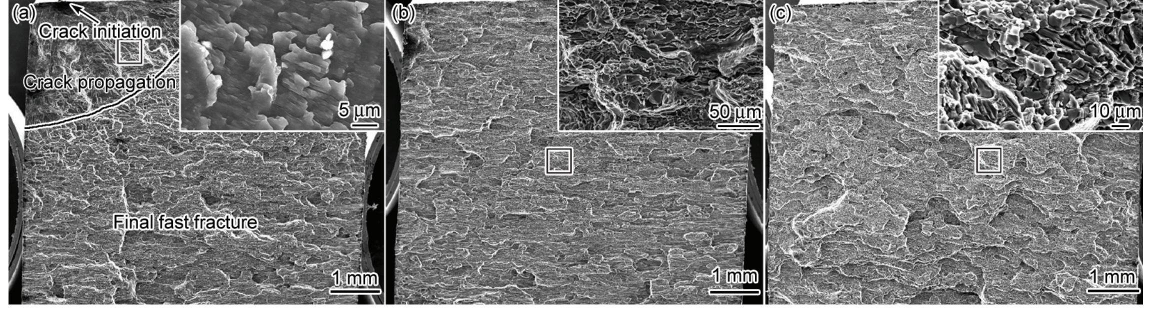


图 8 不同外加总应变幅下2219铝合金母材疲劳断口的SEM像

Fig.8 SEM images of BM of 2219 aluminum alloy at strain amplitudes of 0.2% (a), 0.4% (b) and 0.6% (c) (Insets show the high magnified images corresponding to rectangls in Figs.8a~c, respectively)

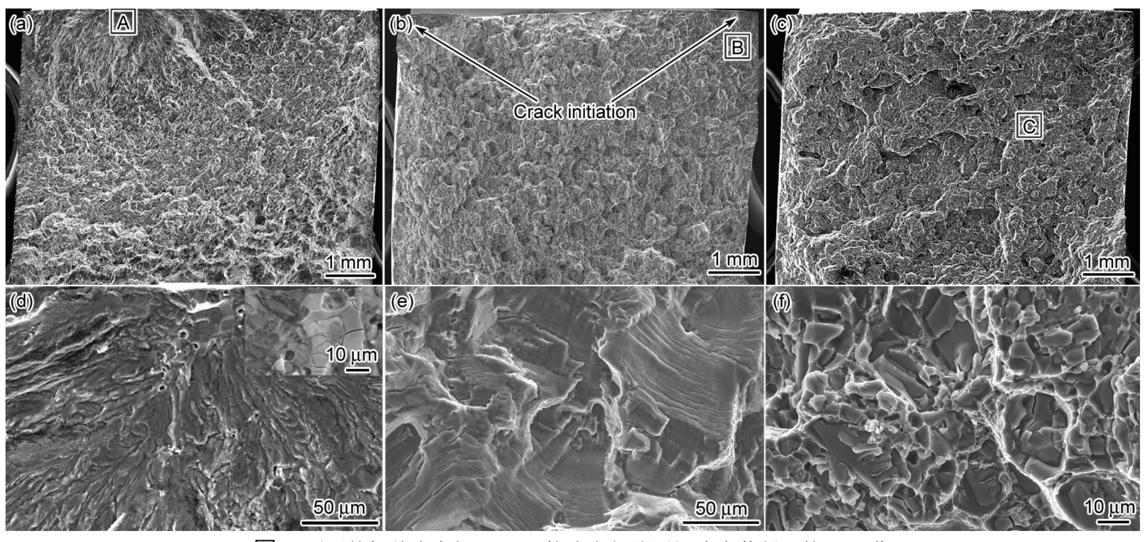


图9 不同外加总应变幅下FSW接头上部分层切片疲劳断口的SEM像

Fig.9 SEM images of top slice of FSW joint at different strain amplitudes 0.2% (a), 0.4% (b) and 0.6% (c), and high magnified SEM images of zone A in Fig.9a (d), zone B in Fig.9b (e) and zone C in Fig.9c (f) (Inset in Fig.9d shows the higher magnified image)

产生微空洞, 经形核、长大和聚集, 最后相互连接而导致材料断裂发生后, 在断口表面留下痕迹. 而高应变幅(0.4%)时疲劳裂纹萌生具有多源性(图9b), 即从试样表面多处萌生了疲劳裂纹, 裂纹扩展区面积较小, 快速断裂区占据了整个断口的80%以上. 在较高应变幅(0.6%)时, 没有裂纹萌生和扩展, 仅发生快速断裂, 类似于拉伸断裂, 整体微观断口表现为典型的韧窝特征(图9f). 低周疲劳循环过程中应力集中不明显时, 常形成单一的疲劳核心, 如低应变幅时不易出现疲劳应力集中而形成单一疲劳裂纹萌生源(图9a); 当出现较大应力集中时, 易发生多源断裂. 一方面试样表面处于平面应力状态, 有利于塑性滑移的进行, 形成挤出和挤入滑移带, 从而形成微裂纹的核. 另外, 试样表面加工留下的痕迹, 在较大应变幅(0.4%)的周期作用下, 试样表面多处薄弱部位发生应力集中而萌生疲劳裂纹, 形成如图9b所示的多源疲劳断裂. 在高应变幅(0.6%)的周期循环塑性变形过程中, 发生应力集中并迅速达到材料的临界断裂应力, 基本无时间发生释放应力的裂纹扩展便已发生断裂. 疲劳变形过程中, 施加较小外加总应变幅时, 断口呈现疲劳裂纹扩展较充分的形貌特征, 且疲劳区面积较大, 瞬时断裂区面积较小, 疲劳寿命较长; 相反, 当施加较高的外加总应变幅时, 裂纹扩展不充分, 瞬时断裂面积变大, 疲劳寿命降低.

3 结论

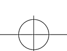
(1) 低外加总应变幅(0.1%和0.2%)时, 低周疲劳循环应力幅和塑性应变幅呈水平分布; 高应变幅(0.4%, 0.6%和0.8%)时, 疲劳循环应力幅升高, 0.8%时升幅最大, 塑性应变幅降低, 表明发生了循环硬化, 且随着应变幅的增加, 疲劳循环应变硬化程度逐渐升高, 疲劳损伤增大, 疲劳寿命则降低. 母材的应力幅高于FSW接头, 与接头中部和底部切片相比, 上部具有较高的循环应力幅和较低的循环塑性应变幅, 循环硬化特征随着应变幅的升高程度明显强于底部, 疲劳寿命较低. 随旋转速度的升高, 循环应力幅升高, 循环塑性应变幅降低, 接头的疲劳寿命降低, 焊接速度对接头分层切片疲劳寿命的影响较小.

(2) 2219铝合金母材疲劳循环强度系数 (K') 、循环应变硬化指数 (n') 和循环屈服强度 (σ'_y) 明显高于FSW接头, 水冷FSW接头沿板厚方向从上部到底部切片逐渐降低, 说明厚板铝合金FSW接头沿板厚方向疲劳性能的不均匀性.

(3) 低外加应变幅(0.2%)时, 疲劳裂纹萌生于试样表面且具有单一性, 疲劳断口可见疲劳裂纹萌生源、裂纹扩展区和快速断裂区, 裂纹扩展区有明显的疲劳辉纹, 快速断裂区面积较小, 其微观表现主要是韧窝形貌特征; 高应变幅(0.4%)时, 疲劳裂纹萌生具有多源性, 裂纹扩展区面积较小, 快速断裂区占整个断口的80%以上; 应变幅为0.6%时无裂纹萌生和扩展, 仅发生快速断裂, 整体微观断口表现为典型的韧窝特征.

参考文献

[1] Zadpoor A A, Sinke J, Benedictus R. *Metall Mater Trans*, 2010;



41A: 3365
[2] Li B, Shen Y F, Hu W Y. *Mater Des*, 2011; 32: 3796
[3] Ji S D, Xing J W, Yue Y M, Ma Y N, Zhang L G, Gao S S. *Materials*, 2013; 6: 5870
[4] Xu W F, Liu J H, Chen D L, Luan G H, Yao J S. *Mater Sci Eng*, 2012; A548: 89
[5] Wang Y Y, Chen L J, Wang B S. *Acta Metall Sin*, 2014; 50: 1485
(王媛媛, 陈立佳, 王宝森. 金属学报, 2014, 50: 1485)
[6] Jana S, Mishra R S, Baumann J B, Grant G. *Acta Mater*, 2010; 58: 989
[7] De P S, Mishra R S, Smith C B. *Scr Mater*, 2009; 60: 500
[8] Ni D R, Wang D, Feng A H, Yao G, Ma Z Y. *Scr Mater*, 2009; 61: 568
[9] Sharma S R, Ma Z Y, Mishra R S. *Scr Mater*, 2004; 51: 237
[10] Hatamleh O, Forman J L R. *Int J Fatigue*, 2007; 29: 421
[11] Sharma S R, Mishra R S. *Scr Mater*, 2008; 59: 395
[12] Hatamleh O, Hill M, Forth S, Garcia D. *Mater Sci Eng*, 2009; A519: 61
[13] Hong S J, Kim S S, Lee C G, Kim S J. *Scr Mater*, 2006; 55: 1007
[14] Czechowski M. *J Mater Proc Technol*, 2005; 164-165: 1001
[15] Ceschini L, Boromei I, Minak G, Morri A, Tarterini F. *Composites*, 2007; 38A: 1200
[16] Ceschini L, Boromei I, Minak G, Morri A, Tarterini F. *Compos Sci Technol*, 2007; 67: 605
[17] Feng A H, Chen D L, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2010; 41: 957
[18] Feng A H, Chen D L, Ma Z Y. *Metall Mater Trans*, 2010; 41: 2626
[19] Xu W F, Liu J H, Chen D L, Luan G H, Yao J S. *Scr Mater*, 2012; 66: 5
[20] Xu W F, Liu J H, Chen D L, Luan G H. *Int J Adv Manuf Tech*, 2014; 74: 209
[21] Hong S J, Kim S S, Lee C G, Kim S J. *Scr Mater*, 2006; 55: 1007

(责任编辑:毕淑娟)

